



⑫

EUROPÄISCHE PATENTANMELDUNG

⑬ Anmeldenummer : 94810169.6

⑮ Int. Cl.⁵ : C23C 24/10, C23C 26/02,
C22F 3/00

⑭ Anmeldetag : 18.03.94

⑯ Priorität : 30.03.93 CH 969/93

⑰ Veröffentlichungstag der Anmeldung :
02.11.94 Patentblatt 94/44

⑲ Benannte Vertragsstaaten :
AT CH DE ES FR GB IT LI NL SE

⑳ Anmelder : ALUSUISSE-LONZA SERVICES AG
CH-8034 Zürich (CH)

㉑ Erfinder : Liechti, Thomas
Biotlettes 19
CH-1680 Romont (CH)
Erfinder : Blank, Eberhard
Mont Robert 59
CH-1020 Renens (CH)

㉒ Metallsubstrate mit laserinduzierter MMC-Beschichtung.

㉓ Werkstoff aus Aluminium oder Aluminiumlegierungen mit einer verschleissfesten und tragenden MMC-Oberflächenschicht. Die MMC-Schicht weist eine Schichtdicke zwischen 200 µm und 3 mm auf und enthält homogen verteilte SiC-Partikel in einer betreffend Si-Anteil übereutektischen AlSi-Matrix mit Si-Primärkristallen. Der Werkstoff ist besonders geeignet für verschleisskritische oder gewichtskritische Anwendungen, bei denen zudem eine hohe Festigkeit des Werkstoffs gefordert wird.

Die Erfindung betrifft auch das Verfahren zur laserinduzierten Herstellung der verschleissfesten und tragenden MMC-Schichten (6) auf Substraten (3) aus Aluminium oder Aluminiumlegierungen.

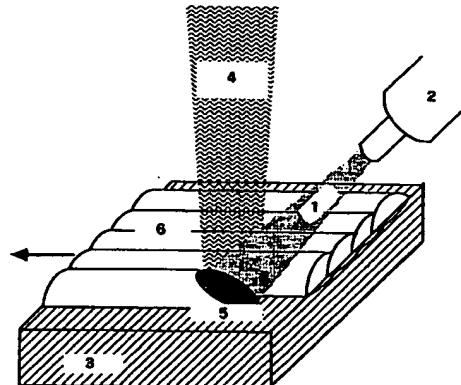


Fig. 2: Prinzip des erfindungsgemäßen laserinduzierten Pulverbeschichtungsverfahrens

Vorliegende Erfindung betrifft einen Werkstoff aus Aluminium oder Aluminiumlegierungen mit einer verschleißfesten und tragenden MMC-Oberflächenschicht sowie dessen Verwendung für verschleißkritische oder gewichtskritische Anwendungen, bei denen zudem eine hohe Festigkeit des Werkstoffes gefordert wird, und andererseits ein Verfahren zur laserinduzierten Herstellung solcher MMC-Schichten auf Aluminium- oder Aluminiumlegierungssubstraten sowie dessen Verwendung zur Herstellung von 200 µm bis 3 mm dicken MMC-Schichten.

5 MMC steht dabei für die englische Abkürzung von Metal Matrix Composite und bedeutet soviel wie Metall-Matrix-Verbundschicht. Mit dem Begriff MMC wird im vorliegenden Text stets die sich auf einem Substrat befindende Verbundschicht bezeichnet. Das Substrat selbst kann aus Aluminium, Aluminiumlegierungen oder Legierungen auf Al-Basis bestehen oder aber einen Verbundwerkstoff darstellen, dessen zu beschichtende Oberfläche aus einem der zuvor genannten Aluminium-haltigen Materialien besteht. Unter dem Begriff Aluminiumsubstrat werden im weiteren Verlauf dieser Beschreibung stets alle handelsüblichen Werkstoffe aus Reinaluminium oder Aluminiumlegierungen verstanden.

10 Oberflächenbeschichtete Aluminiumsubstrate, die mit einer harten und abriebfesten MMC-Schicht versehen sind, zeigen oft eine hohe Verschleissfestigkeit sowie gute Gleiteigenschaften und können überall dort eingesetzt werden, wo die Oberflächeneigenschaften wie beispielsweise Härte, Tragfähigkeit oder Warmfestigkeit vollflächig oder partiell verbessert werden müssen.

15 20 25 30 Metalloberflächen von bewegten Konstruktionsteilen, die beispielsweise mit einer anderen, üblicherweise metallischen Oberfläche in Gleitkontakt stehen, unterliegen allgemein grossen Verschleisserscheinungen und dies insbesondere bei Verwendung von Werkstoffen aus Aluminium. Deshalb benötigen solche Konstruktions- teile oft eine verschleissfeste Beschichtung. Der Verschleiss hängt weitgehend von den mechanischen Eigen- schaften und dem Mikrogefüge der jeweiligen Materialien ab. Im allgemeinen werden an verschleissfeste Be- schichtungen hohe Anforderungen gestellt, wie beispielsweise gute Haftung der Beschichtung auf dem Sub- strat, hohe Verträglichkeit der einzelnen Komponenten bezüglich ihrer thermomechanischen Eigenschaften (Wärmeausdehnung) und gute Wärmeleitung sowohl im Substrat wie auch in der Beschichtung und insbesondere auch am Übergang zwischen der Beschichtung und dem Substrat. Um eine hohe Lebensdauer solcher Werkstoffe zu gewährleisten, muss im allgemeinen zudem die Löslichkeit der Beschichtungsbestandteile im Substrat (Diffusion) möglichst klein, die Dicke der verschleissfesten Beschichtung möglichst gross (Abrieb) und die Härte der Beschichtung hoch sein (Reibung).

35 Aluminiumsubstrate, die mit einer MMC-Schicht versehen sind, verbinden Eigenschaften wie hohe Materialfestigkeit, Oberflächenhärte und Tragfähigkeit des entsprechenden MMC-Verbundes mit der Dehnbarkeit und Zähigkeit des Aluminiumsubstrates. Das resultierende günstige Verhältnis zwischen Steifigkeit und Ge- wicht machen solche Werkstoffe sehr interessant für deren Verwendung in gewichtskritischen Anwendungen, bei denen hohe Werkstoffeigenschaften gefordert werden, wie beispielsweise im Bereich der Luft- und Raum- fahrt oder für hochbeschleunigte Komponenten im Fahrzeugbau sowie in der Maschinen- und Textilindustrie.

40 Es ist bekannt, dass Einlagerungen von Keramikstoffen in Aluminiumlegierungen, deren Eigenschaften bezüglich Elastizitätsmodul und Härte stark verbessern und die Werkstoffeigenschaften bezüglich Warm- und Ermüdungsfestigkeit wesentlich erhöhen. Die Einlagerung von Keramikstoffen in die Oberfläche von Aluminiumsubstraten kann durch Deposition einer Keramik-Metall-Pulvermischung auf die Substratoberfläche und nachfolgendes Aufschmelzen des Metallpulvers und eines Teils der Substratoberfläche geschehen.

45 50 So beschreibt die Europäische Patentschrift EP 0 221 276 ein Verfahren für die Herstellung von keramischen Verbundschichten auf Oberflächen von Aluminiumlegierungssubstraten mittels Deposition eines entsprechenden Pulvergemisches auf die Substratoberfläche und nachfolgendes Aufschmelzen des Pulvers und eines Teils der Substratoberfläche mittels Laserstrahlen, wobei sich durch Verschmelzung der Pulver- und Substratbestandteile eine Legierung bildet, die nach Abkühlung eine dünne keramische Verbundschicht ent- stehen lässt. Diese Methode zur Aufbringung von keramischen Verbundschichten wird im weiteren als sogenanntes Auftragsbeschichten bezeichnet. Das dabei verwendete Pulvergemisch enthält einerseits ein Pulver aus einem Carbid eines Metall wie beispielsweise Titancarbid, Tantalcarbid, Wolframcarbid oder Molybdän- carbid und andererseits ein Metallpulver enthaltend Silizium und ein Metall, welches intermetallische Verbin- dungen mit Silizium bildet, wie beispielsweise Kupfer, Tantal, Wolfram oder Molybdän. Nachteile dieses Ver- fahrens bestehen einerseits in der Wahl der Komponenten des Pulvergemisches, welche durch ihre unter- schiedlichen Ausdehnungskoeffizienten thermomechanische Spannungen in der Verbundschicht hervorrufen und andererseits in der Notwendigkeit des Zulegierens schwerer Elemente, um die hohe Dichte der Karbide zu kompensieren und somit eine Sedimentation des Karbids zu verhindern.

55 In der Publikation "Laser Treatment Materials" (Pap. Eur. Conf.), Oberursel (DE), Ed. Bany L. Mordike, 1992, Seite 245-250 wird in derartiges Auftragsbeschichtungsverfahren beschrieben. Dabei wird in zur Erhöhung der Oberflächenhärte von AlSi-Legierungen Keramikpartikel wie SiC, TiC, B₄C, ZrO₂ auf die entsprechende Oberfläche deponiert und durch laserinduziertes Aufschmelzen der Oberflächenschicht in diese ein-

gearbeitet, wobei die Oberflächenschicht etwa 3 mm tief aufgeschmolzen wird. Nach der Verfestigung des aufgeschmolzenen Oberflächenbereiches zeigen sich im wesentlichen zwei Bereiche: eine zentrale Zone aus einem Gemisch von Keramikpartikel und Substratmaterial sowie eine äußere Zone aus schnell abgeschrecktem AISi. Da der Vermischungsprozess der Keramikpartikel mit dem Substratmaterial zeitlich auf den aufgeschmolzenen Zustand dieser Oberflächenschicht begrenzt ist, führt dieses Verfahren bezüglich der Verteilung der Keramikpartikel zu sehr inhomogenen Oberflächenschichten und demzufolge – bedingt durch die unterschiedliche thermische Ausdehnung der verschiedenen Zonen – zur Bildung von Mikrorissen in der Oberflächenschicht.

5 In der Publikation "Mémoires et études scientifiques de la revue de métallurgie", Bd. 89, Nr. 11, November 10 1992, Paris, Seiten 711-723 XP328376, K. Marcellou et al., 'Traitement superficiel par laser de l'alliage d'aluminium 2024 par injection de poudre de SiC: étude microstructurale et comportement en usure-frottement' wird ein Beschichtungsverfahren beschrieben, bei dem die Oberfläche laserinduziert aufgeschmolzen und SiC-Pulver mittels eines Trägergases in die Schmelzzone geleitet wird. Der starken Reflexion 15 von Aluminiumoberflächen wegen, muss die zu bearbeitende Substratoberfläche vorgängig aufgerauht werden. Die Verteilung der SiC-Partikel wird im wesentlichen durch Konvektions- und Diffusionsvorgänge in der laserinduzierten Schmelzzone bestimmt und ist somit schwierig zu kontrollieren. Durch den verfahrensbedingten Temperaturgradienten in der Schmelzzone zeigen die erhaltenen MMC-Schichten eine Struktur mit drei bezüglich ihrer Zusammensetzung unterschiedlichen Schichten. Um die Homogenität wenigstens teilweise zu verbessern, müssen die so hergestellten Schichten während 15 bis 20 Minuten einer weiteren Temperaturbehandlung bei 480 bis 500°C unterzogen werden.

20 Ein ähnliches Verfahren zur Bildung von MMC-Schichten durch laserinduziertes Aufschmelzen der Substratoberfläche und simultanes Aufbringen von feinkörnigem SiC-Pulver mittels einem Trägergas wird in der Publikation "Key Engineering Materials", Bd. 46, 47, 1990 CH, Seiten 415-424, Riccardi et al., 'Laser assisted formation of a wear resistant SiC-metal composite on the surface of a structural aluminium alloy' beschrieben. Die verfahrensbedingte Schwierigkeit der hohen Reflexion von Aluminiumoberflächen wird dabei durch Deposition einer Graphitschicht überwunden. Zudem durchläuft das SiC-Pulver auf dem Weg von der Düse auf die Substratoberfläche den Laserstrahl und wird dadurch etwas aufgeheizt. Die Verteilung der SiC-Partikel in der Oberflächenschicht wird jedoch wiederum nur durch Konvektion und Diffusion bestimmt, wobei diese Vorgänge – neben den Materialeigenschaften – im wesentlichen durch den in der Schmelzzone gebildeten Temperaturgradienten beeinflusst werden.

25 Nebst der inhomogenen Verteilung der in die Substratoberfläche eingebrachten SiC-Partikel zeigen nach den obgenannten Verfahren hergestellte MMC-Schichten häufig nadelförmige SiC-Kristalle, welche zu inhomogenen Eigenschaften der MMC-Schicht führen.

30 Allgemein ergeben sich bei der laserinduzierten Aufschmelzung eines Keramikpartikel enthaltenden Pulvergemisches und dessen Legierung mit der Oberfläche von Aluminiumsubstraten folgende Schwierigkeiten:

- Durch die relativ kurzzeitige laserinduzierte Aufschmelzung ergibt sich oft eine schlechte Durchmischung der Legierungsbestandteile, insbesondere wenn das Pulvergemisch aus mehreren Legierungs-elementen sehr unterschiedlichen Schmelzpunktes besteht.
- Die Keramikpartikel zeigen vielfach eine schlechte Benetzungbarkeit gegenüber den anderen Legierungs-bestandteilen, was zu einer inhomogenen Partikelverteilung führen kann.
- Bedingt durch das unterschiedliche spezifische Gewicht der Keramikpartikel und der anderen sich in der Schmelzzone befindlichen Legierungsbestandteile findet eine zeit- und temperaturabhängige Ent-mischung statt, was zu einer Anreicherung der Keramikpartikel am Boden, bzw. der Oberfläche der Schmelzzone führen kann.
- Wenn die Keramikpartikel Metalloxide wie beispielsweise Al_2O_3 , SiO_2 oder Metallnitride wie beispielsweise Si_3N_4 , AlN enthalten, kann sich während des Legierungsvorganges ein Teil der Keramikpartikel in der Schmelzzone zersetzen. Dabei neigen Keramikpartikel, die Metalloxide enthalten, zur Zersetzung unter Bildung von Sauerstoff, und Keramikpartikel, die Metallnitride enthalten, zur Zersetzung unter Bil-dung von Stickstoff. Da diese Gase durch die kurzen Aufschmelzvorgänge keine Zeit zum Entweichen 35 aus der Schmelze haben, bilden sich dann oft unerwünschte Gaseinschlüsse, die zusammen mit den zersetzen Keramikpartikeln zu inhomogenen und mechanisch wenig stabilen Verbundschichten füh-ren.
- Der für die laserinduzierte Aufschmelzung üblicherweise verwendete CO_2 -Laser emittiert elektromagneti-sche Strahlung im infraroten Bereich mit einer typischen Wellenlänge der energiereichsten Strah-lung von 10,6 μm . Da elektromagnetische Strahlung von dieser Wellenlänge von Aluminiumsubstraten nur sehr schwach absorbiert wird, ist das Auflegen des Substrates auf diese Weise nur schwer durch-führbar und führt üblicherweise zu geringen Schichtdicken der Verbundschichten. Beim Auftragsbe-schichten geschieht der Aufheizprozess der Substratoberfläche vorwiegend durch Aufschmelzen des

Pulvergemisches und nachfolgender Wärmeleitung auf die Substratoberfläche. Je nach Grösse und Temperatur der Schmelzzone kann die zeit- und temperaturabhängige Zersetzungsraten der Keramikpartikel entsprechend hoch werden; zudem wird damit die Legierungsqualität schlecht kontrollierbar.

Aufgabe vorliegende Erfindung ist es, in einem Werkstoff aus Aluminium oder Aluminiumlegierungen mit einer MMC-Oberfläche zur Verfügung zu stellen, dessen MMC-Schicht verschleissfest, d.h. hart, abriebfest sowie porenfrei ist, und durch eine entsprechend grosse MMC-Schichtdicke lokal angreifende Kräfte auf eine grössere Fläche des Substrates verteilt (Herz'sche Pressung) und dadurch der MMC-Schicht einen tragfähigen Charakter verschafft.

Eine weitere Aufgabe vorliegender Erfindung ist es, ein Verfahren für die reproduzierbare Herstellung von Werkstoffen mit einer verschleissfesten und tragenden MMC-Oberfläche anzugeben, das die oben beschriebenen Schwierigkeiten für die MMC-Beschichtung von Aluminiumsubstraten überwindet.

Erfindungsgemäss wird die Aufgabe dadurch gelöst, dass die MMC-Schicht homogen verteilte SiC-Partikel in einer betreffend Si-Anteil übereutektischen AISI-Matrix mit Si-Primärkristallen enthält und die MMC-Schicht eine Schichtdicke von 200 µm bis 3 mm, aufweist.

Der erfundungsgemässen Werkstoff basiert auf einem Aluminiumsubstrat mit einer verschleissfesten und tragenden MMC-Oberfläche, wobei das Substrat aus Aluminium oder einer Aluminiumlegierung besteht, dessen Reinheit resp. Zusammensetzung unkritisch ist. In der Praxis haben sich Aluminium einer Reinheit von beispielsweise 98,3 % und höher oder Legierungen auf Al-Basis mit und ohne Dispersionshärtung sowie Al-Verbundwerkstoffe bewährt. Bevorzugt werden Guss-, Walz-, Knet- und Schmiedelegierungen aus Aluminium.

Beispiele bevorzugter Substratmaterialien sind die Presslegierung CEN 7149, die Gusslegierung CEN 44400 und die Walzlegierung CEN 42100, deren Zusammensetzungen in Gew.-% der jeweiligen Elementen in Tabelle 1 angegeben sind.

Tabelle 1: Zusammensetzung bevorzugter Substratmaterialien in Gew.-% der jeweiligen Elemente.

	Al	Zn	Mg	Cu	Zr	Mn	Fe	Si	Cr	Ti
CEN 7149	Bal.	6.9	2.7	1.8	0.18	0.18	0.09	0.08	0.02	0.01
CEN 44400	Bal.	0.1	0.1	0.03	-	0.3-0.4	0.4	7	-	0.05
CEN 42100	Bal.	0.07	0.25-0.4	0.03	-	0.05	0.15	6.7-7.5	-	0.06-0.12

Die Substratmaterialien können beispielsweise durch Gießen, Fließpressen, Strangpressen oder Walzen hergestellt sein.

Die MMC-Schicht des erfundungsgemässen Werkstoffes weist bevorzugt eine Schichtdicke von 1 bis 1,8 mm auf. Die Korngrösse der in der AISI-Matrix eingeschlossenen Siliziumcarbid (SiC)-Partikel beträgt beispielsweise zwischen 5 µm und 100 µm. Die in der AISI-Matrix enthaltenen Si-Primärkristalle weisen typischerweise eine Korngrösse zwischen 5 µm und 50 µm auf. Die AISI-Matrix ist eine Legierung aus Aluminium (Al) und Silizium (Si), wobei deren Si-Anteil z.B. zwischen 20 Gew.-% und 50 Gew.-% liegt. Der Anteil der SiC-Keramikpartikel in der AISI-Matrix liegt in der Regel im Bereich von 1 bis 40 Gew.-%.

Die Lebensdauer des Werkstoffes, d.h. die mögliche Verwendungsdauer des Werkstoffes, während der er dieselben physikalischen und chemischen Eigenschaften beibehält, hängt stark von der technischen Belastung des Werkstoffes ab. Um eine hohe Lebensdauer eines solchen Werkstoffes zu ermöglichen, muss die beim technischen Einsatz meist an der Werkstoffoberfläche entstehende Wärme schnell abgeführt werden. Beim erfundungsgemässen Werkstoff wird dies insbesondere durch eine hohe Wärmeleitfähigkeit, die sich aus der Kombination der Wärmeleitfähigkeiten der Al-reichen Matrix mit einer Wärmeleitfähigkeit zwischen 100 und 200 W/mK und der SiC-Partikel mit einer Wärmeleitfähigkeit zwischen 40 und 100 W/mK ergibt, erreicht.

Eine hohe Haftfestigkeit der MMC-Schicht auf dem Substrat, ist für die Lebensdauer des Werkstoffes von entscheidender Bedeutung. Ebenso wichtig ist jedoch im Hinblick auf die thermomechanische Belastung (Rissbildung) des Werkstoffes der thermische Längenausdehnungskoeffizient der MMC-Schicht, der je nach Schichtzusammensetzung zwischen 9×10^{-6} 1/K und 20×10^{-6} 1/K betragen kann.

Weitere für die Verschleißfestigkeit der erfundungsgemässen Werkstoffes wichtige Eigenschaften sind die Porosität der MMC-Schicht von beispielsweise wenig als 5 %. Der Anteil an Aluminiumcarbid (Al_4C_3) in der MMC-Schicht soll deshalb weniger als 1 Gew.-% betragen. Al_4C_3 -Bestandteil kann in bezuglich Verschleiss die mechanischen Eigenschaften der MMC-Schicht verschlechtern und reagieren zudem empfindlich

auf Feuchtigkeit, wobei Aluminiumhydroxid freigesetzt wird.

Die gute Härte einer erfundungsgemäßen MMC-Schicht auf einem Substrat aus CEN 42100 kann beispielhaft der Figur 1 entnommen werden.

Figur 1 zeigt ein metallurgisches Schliffbild einer typischen MMC-Schicht, die 40 % SiC in einer AISI40-Matrix enthält. Die Bezeichnung AISI40 bedeutet eine AISI-Matrix mit 40 Gew.-% Si. Im Schliffbild sind deutlich die schwarzen SiC-Partikel sowie die grauen Si-Kristalle in der AISI-Matrix zu erkennen. Zudem können die Verhältnisse der Korngrößen der einzelnen Bestandteile der verschleissfesten Verbundschicht sowie deren räumliche Verteilung erkannt werden.

Der erfundungsgemäße Werkstoff kann aufgrund seiner hohen Verschleissfestigkeit und guten Gleiteigenschaften für hochbeanspruchte Teile im Fahrzeug- oder Maschinenbau, wie beispielsweise im Pumpenbau oder in fremd- oder selbstgezündeten Verbrennungsmotoren für Tassenstössel, Kolben, Ventilsitze oder in Schaltgetrieben für Schaltgabeln eingesetzt werden. Weitere wichtige Anwendungen des erfundungsgemäßen Werkstoffes finden sich bei Konstruktionsteilen mit durch Reibung und Abrasion beanspruchten Oberflächen, wie beispielsweise für Bremsbeläge von Scheiben- oder Trommelbremsen.

Der hohen Festigkeit und Steifigkeit bei gleichzeitig gegenüber anderen Werkstoffen geringem Gewicht wegen, findet der erfundungsgemäße Werkstoff zudem viele Anwendungsmöglichkeiten in gewichtskritischen Anwendungen wie beispielsweise in der Luft- und Raumfahrt oder für hoch beschleunigte Komponenten im Fahrzeugbau sowie in der Maschinen- und Textilindustrie.

Bezüglich des Verfahrens wird die gestellte Aufgabe erfundungsgemäß dadurch gelöst, dass entweder ein Pulvergemisch, enthaltend Si-Pulver, SiC-Partikel und vorlegiertes AISI-Pulver, oder ein Pulvergemisch, enthaltend Si- und Al-Pulver sowie SiC-Partikel, mittels einer Strömung eines inerten Trägergases durch eine Düse, welche auf die Substratoberfläche gerichtet ist, bewegt wird, und das Pulvergemisch auf seiner Flugbahn zwischen der Düsenöffnung und der Substratoberfläche zur Wärmeaufnahme einen Laserstrahl durchläuft, wobei der Laserstrahl auf die Auftrefffläche des Pulvergemisches auf der Substratoberfläche gerichtet ist, und das Pulvergemisch beim Durchlaufen des Laserstrahls sowie durch die von der auf der Substratoberfläche befindlichen Schmelzzone abgestrahlten Wärme so stark erhitzt wird, dass ein wesentlicher Anteil der für die Herstellung einer homogenen Legierung aus dem Pulvergemisch notwendigen Wärmemenge durch das auf die Substratoberfläche auftreffende Pulvergemisch herbeigeführt wird, und sich auf der Substratoberfläche eine im wesentlichen durch den Laserstrahl und den Strahl des Pulvergemisches begrenzte Schmelzzone bildet, die das Pulvergemisch sowie einen geringen Anteil aufgeschmolzenen Substratmaterials enthält, und eine flächenhafte Bildung einer MMC-Schicht durch eine vorgegebene Relativbewegung zwischen dem zu beschichtenden Substrat und der Auftrefffläche des Pulvergemisches bzw. des Laserstrahls geschieht.

Der erfundungsgemäße Werkstoff kann demnach durch ein laserinduziertes Pulverbeschichtungsverfahren hergestellt werden. Die erfundungsgemäße Herstellung von MMC-Schichten geschieht durch Deposition eines Pulvergemisches mittels eines inerten Trägergases, wobei das Pulvergemisch enthaltende Trägergas durch eine Düse strömt, welche auf die Substratoberfläche gerichtet ist, und das Pulvergemisch auf dem Weg zur Substratoberfläche einen Laserstrahl durchläuft.

Das für das erfundungsgemäße Verfahren verwendete Pulvergemisch enthält neben den SiC-Keramikpartikeln entweder Si- und vorlegierte AISI-Pulverpartikel, oder Al- und Si-Pulverpartikel.

Bevorzugt werden im ersten Fall vorlegierte AISI12-Partikel mit einer Korngröße von 45 bis 105 µm. Bevorzugt wird Siliziumpulver einer typischen Korngröße von 20 bis 100 µm. Bevorzugt wird weiter grobkörniges SiC mit einer Korngröße zwischen 45 und 100 µm oder feinkörniges SiC mit Korngrößen von 5 bis 45 µm. Die Bezeichnung AISI12 bedeutet eine AISI-Matrix mit 12 Gew.-% Si. Die Mengenanteile der AISI12 Partikel am gesamten Pulvergemisch betragen z.B. zwischen 28 und 90 Gew.-%, diejenigen des Si-Pulvers z.B. zwischen 5 und 43 Gew.-% und diejenigen der SiC-Partikel z.B. zwischen 1 und 50 Gew.-%.

Im zweiten Fall, d.h. bei Verwendung eines Pulvergemisches, das nebst SiC-Partikeln Al- und Si-Pulver enthält, wird Si-Pulver einer Korngröße von 20 bis 45 µm bevorzugt. Bevorzugt wird SiC einer Korngröße von 5 bis 100 µm. Bevorzugt wird weiter Al-Pulver einer Korngröße von 5 bis 100 µm. Die zweckmäßigen Mengenanteile des Al-Pulvers am gesamten Pulvergemisch betragen dabei zwischen 25 und 80 Gew.-%, diejenigen des Si-Pulvers zwischen 10 und 50 Gew.-% und diejenigen der SiC-Partikel zwischen 1 und 50 Gew.-%.

Das Pulvergemisch nimmt beim Durchlaufen des Laserstrahls sowie durch die von der auf der Substratoberfläche befindlich Schmelzzone abgetrahlten Wärme soviel Energie auf, dass ein wesentlicher Anteil dafür die Herstellung einer homogenen Legierung aus dem Pulvergemisch notwendigen Wärmemenge durch das auf die Substratoberfläche auftreffende Pulvergemisch herbeigeführt wird. Dabei ist der Laserstrahl darauf auf die Substratoberfläche gerichtet, dass er im wesentlichen die Substratoberfläche auslöst, auf der das Pulvergemisch auftrifft. Durch die direkt durch den Laserstrahl auf die Substratoberfläche übertragenen

gen Wärmeenergie sowie durch die vom Pulvergemisch übertragene Wärmeenergie wird ein Teil der Substratoberfläche aufgeschmolzen und es bildet sich eine im wesentlichen durch den Laserstrahl und den Strahl des Pulvergemisches begrenzte Schmelzzone, die das Pulvergemisch sowie einen geringen Anteil aufgeschmolzenen Substratmaterials enthält. Da wegen der kurz gewählten Prozesszeiten nur eine geringe

5 Schichtdicke der Substratoberfläche aufgeschmolzen wird, wird die stoffliche Zusammensetzung der Schmelzzone vorwiegend durch die Zusammensetzung des Pulvergemisches bestimmt. Eine flächenhafte Bildung einer MMC-Schicht erfolgt beispielsweise durch eine vorgegebene Relativbewegung zwischen dem zu beschichtenden Substrat und der Auftrefffläche des Pulvergemisches bzw. des Laserstrahls. Diese Relativbewegung kann entweder durch partielles oder vollflächiges Überstreichen der Substratoberfläche mit dem 10 Laser- und Pulvergemischstrahl und/oder durch gezieltes Verschieben des Substrates gegenüber einem örtlich und zeitlich konstant bleibenden Laser- und Pulvergemischstrahl erreicht werden. Dabei bildet sich an jedem Ort der Substratoberfläche eine zeit- und ortsabhängige lokale Schmelzzone, in der die gewünschte MMC-Legierung gebildet wird.

15 Ein Hauptproblem bei der MMC-Herstellung mittels einer flüssigen Phase, wie sie die Schmelzzone darstellt, besteht in der Benetzbareit und der Reaktivität der Keramikpartikel oder Keramikfasern mit dem geschmolzenen Metall. Oft scheitert die Herstellung von SiC enthaltenden MMC-Schichten an der schlechten Benetzbareit von SiC-Keramikpartikeln mit der Legierungsschmelze. Die Benetzbareit kann durch Zufügen von gewissen Legierungselementen wie beispielsweise Magnesium und Anwendung hoher Prozesstemperaturen verbessert werden.

20 Eine weitere Schwierigkeit besteht in der Reaktivität von SiC, das thermodynamisch gegenüber einer Aluminiumschmelze nicht stabil ist und folgende chemische Reaktion eingehen kann:



25 Das entstehende Al_4C_3 verschlechtert die mechanischen Eigenschaften des MMC. Zudem reagiert das Aluminiumcarbid empfindlich auf Feuchtigkeit, wobei Aluminiumhydroxid freigesetzt wird. Die temperaturabhängige Bildung von Aluminiumcarbid kann durch Zulegieren von Si zu Al verhindert werden.

Um die Bildung von Al_4C_3 während des Legierungsprozesses möglichst niedrig zu halten, wurde gefunden, dass vorteilhaft mit einem hypereutektischen Si-Anteil gearbeitet wird, der grösser als 12 Gew.-% und bevorzugt grösser als 20 Gew.-% ist.

30 Die Si-Primärkristalle bleiben aufgrund der schnellen Erstarrung beim Laserprozess im Größenbereich von z.B. kleiner als 50 μm .

35 Die Reaktivität und die Benetzbareit sind zwei gekoppelte Probleme und hängen stark von der Reaktionsdauer zwischen den Keramikpartikeln mit der Aluminium/Legierungsschmelze, der Temperatur und der Legierungszusammensetzung ab. In diesem betrachteten System begünstigen hohe Temperaturen von über 1600 °C die Benetzbareit. Die Bildung von Al_4C_3 gemäss Gleichung (1) an der Grenzfläche SiC-Al wird durch den hohen Si-Gehalt der Schmelze unterdrückt.

40 Für die Herstellung von SiC enthaltenden MMC-Schichten auf Aluminiumsubstraten ist der Einsatz eines Lasers ideal, da für eine kurze Zeitspanne sehr hohe Temperaturen in der Metallschmelze erreicht werden können. Infolge der sehr schnellen Aufheizung des Legierungspulvers und der begrenzten Ausdehnung des Schmelzbades einerseits sowie infolge der gegenüber dem Schmelzbad grossen Wärmekapazität des Substrates andererseits, wird die Schmelze schnell abgekühlt, sodass die Zeitspanne des aufgeschmolzenen Zustandes sehr kurz wird, d.h. in der Größenordnung von 0,05 s bis 0,5 s. Durch die schnelle Abkühlung der Schmelzzone entspricht die Zeitspanne des aufgeschmolzenen Zustandes im wesentlichen der Wechselwirkungszeit des Laserstrahls mit der Substratoberfläche.

45 Um die geforderte Leistungsdichte für den Aufheizprozess zu erreichen, können als Energiequellen insbesondere Festkörper- oder Molekülaser verwendet werden. Besonders geeignet sind Festkörperlaser, wie die Neodym: YAG-Laser oder Molekülaser, wie beispielsweise der CO_2 -Laser.

Der für die Materialbearbeitung wichtigste Molekülaser ist der CO_2 -Laser, der über 100 Wellenlängen im Bereich 9,14 μm bis 11,01 μm mit einer Maximalintensität bei 10,6 μm aufweist. Er zeichnet sich durch einen hohen Wirkungsgrad und eine hohe Ausgangsleistung im kontinuierlichen Betrieb ab. Der in der Praxis erreichbare Wirkungsgrad η liegt in der Größenordnung von $\eta = 0,3$. Je nach Laserkonstruktion erreicht man Strahlungsleistungen im kontinuierlichen Betrieb von typischerweise bis zu 25 kW.

55 Bei Verwendung eines CO_2 -Lasers im erfindungsgemässen Verfahren hängt die Leistungsdichte von der Optimierung der übrigen Prozessparameter ab. Bei Wechselwirkungszeiten, definiert durch das Verhältnis von Strahldurchmesser zu Rastergeschwindigkeit, liegt die Leistungsdichte zweckmässigerweise zwischen 100 und 1500 W/mm^2 , und bevorzugt zwischen 300 und 700 W/mm^2 .

Der für technische Anwendung wichtigste Festkörperlaser ist der Nd (Neodym): YAG-Laser. YAG ist die Abkürzung für Yttrium-Aluminium-Granat ($\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_12$). Der stärkste Laserübergang eines Nd: YAG-Lasers liegt bei der Wellenlänge $\lambda = 1,064 \mu\text{m}$. Ein wesentlicher Vorteil von Nd: YAG-Lasern gegenüber CO_2 -

Lasern liegt in der durch die kürzere Lichtwellenlänge bedingten Möglichkeit der Strahlführung des YAG-Lasers mittels Glasfasern sowie in der verbesserten Absorption bei der Behandlung von Aluminiumsubstraten.

Das Prinzip des erfundungsgemäßen laserinduzierten Pulverbeschichtungsverfahrens für die Herstellung von SiC-haltenden MMC-Schichten (6) auf Aluminiumsubstraten (3) ist beispielhaft in Figur 2 dargestellt.

5 Das Aufbringen des Pulvergemisches (1), welches ein Pulver einer vorlegierten Al-Si-Legierung, ein Si-Pulver und SiC-Partikel enthält, geschieht mittels einer Gasströmung eines inerten Gases, wie beispielsweise Helium (He), Argon (Ar), Stickstoff (N_2) oder Kohlendioxid (CO_2), welches das Pulvergemisch durch eine Düse (2) bewegt und auf die Oberfläche des Substrates (3) leitet. Ein Teil der Flugbahn des Pulvergemisches durchläuft den Laserstrahl (4), in dem das Pulvergemisch, insbesondere die SiC-Partikel, viel Wärme aufnehmen und diese teilweise beim Auftreffen auf die Substratoberfläche an das Substrat (3) abgeben. Der Laserstrahl (4) ist in der Weise angeordnet, dass er einerseits ein Teil der Flugbahn des Pulvergemisches durchläuft und andererseits die Auftrefffläche des Pulvergemisches (5) auf der Substratoberfläche aufheizt.

10 Da das Pulvergemisch auf seiner Flugbahn von der Düse auf die Substratoberfläche von der Gasströmung eines inerten Gases bewegt wird, verhindert dieses die Oxidation der Pulverpartikel während deren Aufheizung im Laserstrahl und schafft zudem eine inerte Atmosphäre an der Auftrefffläche des Pulvergemisches auf der Substratoberfläche, und schützt damit auch die Schmelzzone an der Substratoberfläche gegen Oxidation.

15 Durch die kurzen Prozesszeiten ist der Verlust von Legierungselementen durch Verdampfen vernachlässigbar. Die Depositionsparameter werden zudem in der Weise gewählt, dass die Substratoberfläche nur bis zu einer Tiefe von einigen Mikrometern, d.h. zwischen z.B. 10 und 150 μm , und insbesondere weniger als 60 μm , aufgeschmolzen wird, so dass die stoffliche Zusammensetzung der MMC-Schicht im wesentlichen der des Pulvergemisches entspricht. Dieses Verfahren erlaubt die Herstellung von MMC-Schichten mit einer sehr geringen Porosität von kleiner als 5 % und einer ausgezeichneten Haftfestigkeit mit dem Substrat.

20 Für das laserinduzierte Pulverbeschichtungsverfahren kann anstelle von vorlegiertem AISi-Pulver auch Aluminium- und Siliziumpulver in der gewünschten Zusammensetzung verwendet werden.

25 Eine möglichst hohe Legierungstemperatur gewährleistet eine geringe Viskosität der Schmelze und damit deren optimale Durchmischung infolge der Marangoni-Konvektion, was zu einer hohen Homogenität der resultierenden MMC-Schicht führt.

30 Im Rahmen der erforderlichen Tätigkeit wurde auch gefunden, dass die Wärmeaufnahme der Pulverbestandteile zu einem wesentlichen Anteil auf ihrem Weg durch den Laserstrahl während ihrer Flugbahn von der Düse auf die Substratoberfläche geschieht und neben der Leistung des Laserstrahls wesentlich von den Absorptionseigenschaften und der Verweildauer der Partikel im Laserstrahl sowie von deren Masse, Wärmekapazität und ihrem mittleren Durchmesser abhängt. Eine vereinfachte mathematische Beschreibung der mittleren Temperaturänderung eines Pulverpartikels auf seiner Flugbahn durch den Laserstrahl kann durch Gleichung (2) erfolgen. In dieser Beschreibung wird eine mögliche Phasenänderung des Partikels während seiner Wärmeaufnahme, wie beispielsweise ein Phasenübergang von der festen in die flüssige Phase, nicht berücksichtigt.

35

$$(2) \quad \Delta T = [A \cdot p \cdot t_p \cdot \pi \cdot R_p^2] \cdot \left[\frac{1}{m \cdot C_p} \right]$$

A: Absorptionskoeffizient
 p: Leistungsdichte des Lasers [W/m^2]
 t_p: Verweildauer des Partikels im Laserstrahl [s]
 R_p: Mittlerer Radius des Partikels [m]
 m: Masse des Partikels
 C_p: Wärmekapazität des Partikels

40 Unter der Annahme einer typischen Verweilzeit der Partikel im Laserstrahl von $t_p = 6 \cdot 10^{-4} s$ und einer Leistungsdichte eines CO_2 -Lasers von $p = 4,55 \cdot 10^8 W/m^2$ wurden mittels Gleichung (2) die mittleren Temperaturänderungen der für die im erfundungsgemäßen Verfahren verwendeten Pulverpartikel berechnet. Die Resultate dieser Berechnungen und die dabei verwendeten partikelspezifischen Stoffwerte wie Absorptionskoeffizient, mittlerer Partikeldurchmesser, Wärmekapazität und Dichte sind in Tabelle 2 dargestellt.

Tabelle 2:

5	Approximative, berechnete Temperaturerhöhung ΔT der für die im erfindungsgemässen Verfahren verwendeten Pulverpartikel während ihrer Wärmeaufnahme im Laserstrahl, wobei eine Leistungsdichte des CO ₂ -Lasers von $p = 4,55 \cdot 10^8 \text{ W/m}^2$ und eine Verweilzeit der Partikel im Laserstrahl von $t_p = 6 \cdot 10^{-4} \text{ s}$ angenommen wurden.				
10		Einheiten	AlSi12	Si	SiC
15	A	[-]	0.1	0.2	0.5
20	R _p	[m]	25e-6	25e-6	25e-6
25	C _p	[J/kg-K]	900	700	670
30	ρ	[kg/m ³]	2.65e3	2.33e3	3.15e3
35	ΔT	[K]	336	983	1900

Aus der Tabelle 2 ist zu ersehen, dass von den materialspezifischen Grössen der Absorptionskoeffizient A den grössten Einfluss auf die Wärmeaufnahme der Partikel ausübt. Die Bestimmung des Absorptionskoeffizienten A ist von mehreren Parametern wie beispielsweise der Temperatur T und dem Zustand der Partikeloberfläche (Rauigkeit, Oxidationsschicht) abhängig. Bei den in Tabelle 2 angeführten Absorptionskoeffizienten A handelt es sich um Näherungswerte, und diese geben einen Hinweis über die Grössenordnung ihres Einflusses auf die Wärmeaufnahme der einzelnen Partikel.

Aufgrund von pyrometrischen Temperaturmessungen liegt die Oberflächentemperatur der Schmelze während der Deposition des Pulvergemisches aus AlSi12, Si und SiC z.B. im Bereich zwischen 1800°C und 2100°C; bei Deposition des entsprechenden Pulvergemisches ohne SiC liegt hingegen die Temperatur in der Schmelzzone nur im Bereich von z.B. 1300°C und 1500°C. Dieser Sachverhalt zeigt den bestimmenden Einfluss der SiC-Partikel auf die Temperatur der Schmelzzone. Durch die hohe Auftreff-Geschwindigkeit der SiC-Partikel von typischerweise 1 bis 4 m/s auf die Oberfläche der Schmelzzone, werden diese infolge ihrer hohen kinetischen Energie, mit welcher sie die Oberflächenspannung der Schmelze problemlos überwinden können, sofort in der Schmelzzone absorbiert. Dank der guten Wärmeleitung zwischen den SiC-Partikeln und der AlSi-Schmelze können die Keramikpartikel ihre Wärmeenergie leicht an die Schmelze abgeben.

Obwohl für das erfindungsgemässen Verfahren möglichst hohe Temperaturen in der Schmelzzone erwünscht sind, liegt die maximal mögliche Schmelztemperatur bei 2400 °C und wird durch den Dampfdruck von Aluminium und die Zersetzung von SiC begrenzt.

Wie aus Tabelle 2 zu entnehmen ist, zeigen die für das erfindungsgemässen Verfahren verwendeten Bestandteile ähnliche Werte der Dichte ρ und stellen damit sicher, dass in der Schmelzphase keine Entmischung der einzelnen Bestandteile erfolgt.

Wie oben dargelegt begünstigen die SiC-Partikel durch ihre hohe Wärmeaufnahme den metallurgischen Beschichtungsprozess. Die Verwendung von SiC ermöglicht zudem die Herstellung von laserinduzierten MMC-Schichten mit relativ geringen thermomechanischen Restspannungen, denn die SiC-Partikel besitzen einen deutlich geringeren thermischen Ausdehnungskoeffizienten als die AlSi-Matrix. Thermomechanische Restspannungen entstehen bei der Abkühlung aufgrund des unterschiedlichen Ausdehnungsverhaltens von Schicht und Substrat sowie aufgrund des Temperaturgradienten zwischen der Schmelzzone und dem Substrat. Außerdem beeinflussen die Verfahrensparameter des Beschichtungsprozesses die Bildung von thermomechanischen Restspannungen. Durch die im Vergleich zur grossen Wärmekapazität des Substrates kleinflächige Schmelzzone und des während des Prozesses grossen Temperaturgradienten geschieht die Abkühlung der Schmelze sehr schnell, so dass sich die thermomechanischen Restspannungen während dem Beschichtungsprozess nicht abbauen können. Solche im Werkstoff verbleibenden oder eingefrorenen mechanischen Restspannungen können zu Rissbildung in der Schicht und zu Ermüdungserscheinungen des Werkstoffes führen und vermindern so gegenfalls seine Lebensdauer.

Die mechanisch n Eigenschaften der MMC-Schicht wie Elastizitätsmodul, Härte oder Warm- und Ermüdungsfestigkeit können durch geringe Mengen von Legierungszusätzen, wie beispielsweise Titan, Mangan, Eisen, Kobalt, Nickel, Kupfer, Magnesium oder Zink verbessert werden. In einem gewissen Bereich lassen sich

durch Legierungszusätze mit kleinen thermischen Ausdehnungskoeffizienten die thermomechanischen Restspannungen in der MMC-Schicht reduzieren. Typisch liegen die Werte von Legierungszusätzen zur Verbesserung der mechanischen Eigenschaften und gegebenenfalls der Weiterverarbeitbarkeit können, bezogen auf die Legierungszusammensetzung bei Cu 0,1 - 5 Gew.-%, bei Zn 0,1 - 7 Gew.-%, bei Mg 0,1 - 6 Gew.-%, bei Ti 0,1 - 1 Gew.-% und bei Fe und Ni 0,1 - 1,5 Gew.-% betragen.

Wie der Tabelle 3 zu entnehmen ist, weisen Si und SiC gegenüber Aluminium kleine thermische Ausdehnungskoeffizienten auf. Zudem zeigen die Werte der Ausdehnungskoeffizienten für AlSi40 + 20% SiC und AlSi40 + 40% SiC, dass durch Zugabe von Si oder SiC zur Legierung die thermische Ausdehnung der MMC-Schicht insgesamt verkleinert wird.

10

Tabelle 3:

15 Mittlere thermische Ausdehnungskoeffizienten für im erfindungsgemäßen Verfahren verwendete Stoffe.

20

	thermische Ausdehnungskoeffiz. [-]
Al	23e-6
Si	7.6e-6
SiC	2.4e-6
AlSi40 + 20% SiC	14.2e-6 *
AlSi40 + 40% SiC	11.5e-6 *

25

*) berechnet nach der Mischungsregel

30 Die laserinduzierte Herstellung von SiC enthaltenden MMC-Schichten nach dem erfindungsgemäßen Verfahren erlaubt sehr hohe Legierungstemperaturen und begünstigt die Benetzungbarkeit der SiC-Partikel in der Schmelze.

35 Die durch das erfindungsgemäße Verfahren ermöglichten kurzen Legierungszeiten wie auch die gefundenen optimalen Legierungszusammensetzungen verhindern die Bildung von unerwünschtem Al_4C_3 und ermöglichen die Herstellung von homogenen, porenenfreien MMC-Schichten bei metallurgisch idealen Prozessparametern.

40 Die gute Wärmeleitung zwischen dem Laserstrahl und den SiC-Partikeln ermöglicht zudem die Herstellung von MMC-Schichten mit grosser tragender Schichtdicke. Die Zugabe der keramischen SiC-Partikel in die MMC-Legierung verkleinert zudem den thermischen Ausdehnungskoeffizienten der resultierenden MMC-Schicht und vermindert damit die Gefahr der Rissbildung infolge thermomechanischer Spannungen.

45

Patentansprüche

1. Werkstoff aus Aluminium oder Aluminiumlegierungen mit einer verschleissfesten und tragenden MMC-Oberflächenschicht, dadurch gekennzeichnet, dass die MMC-Schicht homogen verteilte SiC-Partikel in einer betreffend Si-Anteil übereutektischen AlSi-Matrix mit Si-Primärkristallen enthält und die MMC-Schicht eine Schichtdicke von 200 μm bis 3 mm aufweist.
2. Werkstoff nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass die SiC-Partikel eine Korngrösse zwischen 5 μm und 100 μm aufweisen.
3. Werkstoff nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass die Si-Kristalle in der AlSi-Matrix eine Korngrösse von 5 μm bis 50 μm aufweisen.
4. Werkstoff nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass die AlSi-Matrix einen Si-Anteil zwischen 20 und 50 Gew.-% enthält.

5. Werkstoff nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass die AISi-Matrix zwischen 1 und 40 Gew.-% SiC als homogen verteilte SiC-Partikel enthält.
6. Werkstoff nach Anspruch 1, dadurch gekennzeichnet, dass in der MMC-Schicht weniger als 1 Gew.-% Al_4C_3 enthalten ist.
7. Verwendung des Werkstoffes nach den Ansprüchen 1 bis 6 für verschleisskritische oder gewichtskritische Anwendungen, bei denen zudem eine hohe Festigkeit des Werkstoffes gefordert wird.
10. Verfahren zur laserinduzierten Herstellung von verschleissfesten und tragenden MMC-Schichten auf Substraten aus Aluminium oder Aluminiumlegierungen, dadurch gekennzeichnet, dass entweder ein Pulvergemisch, enthaltend Si-Pulver, SiC-Partikel und vorlegiertes AISi-Pulver, oder ein Pulvergemisch, enthaltend Si- und Al-Pulver sowie SiC-Partikel, mittels einer Strömung eines inerten Trägergases durch eine Düse, welche auf die Substratoberfläche gerichtet ist, bewegt wird, und das Pulvergemisch auf seiner Flugbahn zwischen der Düsenöffnung und der Substratoberfläche zur Wärmeaufnahme einen Laserstrahl durchläuft, wobei der Laserstrahl auf die Auftrefffläche des Pulvergemisches auf der Substratoberfläche gerichtet ist, und das Pulvergemisch beim Durchlaufen des Laserstrahls sowie durch die von der auf der Substratoberfläche befindlichen Schmelzzone abgestrahlten Wärme so stark erhitzt wird, dass ein wesentlicher Anteil der für die Herstellung einer homogenen Legierung aus dem Pulvergemisch notwendigen Wärmemenge durch das auf die Substratoberfläche auftreffende Pulvergemisch herbeigeführt wird, und sich auf der Substratoberfläche eine im wesentlichen durch den Laserstrahl und den Strahl des Pulvergemisches begrenzte Schmelzzone bildet, die das Pulvergemisch sowie einen geringen Anteil aufgeschmolzenen Substratmaterials enthält, und eine flächenhafte Bildung einer MMC-Schicht durch eine vorgegebene Relativbewegung zwischen dem zu beschichtenden Substrat und der Auftrefffläche des Pulvergemisches bzw. des Laserstrahls geschieht.
15. Verfahren nach Anspruch 8, dadurch gekennzeichnet, dass die Zusammensetzung des Pulvergemisches zwischen 28 und 90 Gew.-% vorlegiertes AISi12, zwischen 5 und 43 Gew.-% Si sowie zwischen 1 und 50 Gew.-% SiC enthält.
20. Verfahren nach Anspruch 8, dadurch gekennzeichnet, dass die Zusammensetzung des Pulvergemisches zwischen 25 und 80 Gew.-% Al, zwischen 10 und 50 Gew.-% Si sowie zwischen 1 und 50 Gew.-% SiC enthält.
25. Verfahren nach Anspruch 8, dadurch gekennzeichnet, dass die Temperatur der Schmelzzone während dem Legierungsprozess zwischen 1300°C und 2100°C liegt.
30. Verfahren nach Anspruch 8, dadurch gekennzeichnet, dass die Substratoberfläche während des Legierungsprozesses bis in eine Tiefe zwischen 10 bis 150 µm, vorzugsweise weniger als 60 µm tief, aufgeschmolzen wird.
35. Verfahren nach Anspruch 8, dadurch gekennzeichnet, dass die Partikel des Pulvergemisches mit einer Geschwindigkeit von 1 bis 4 m/s auf der Substratoberfläche auftreffen.
40. Verfahren nach Anspruch 8, dadurch gekennzeichnet, dass die Zeitdauer des flüssigen Legierungszustandes lokal weniger als 0.5 s beträgt.
45. Verfahren nach Anspruch 8, dadurch gekennzeichnet, dass zum Pulvergemisch Legierungszusätze, vorzugsweise Ti, Mn, Fe, Co, Ni, Cu, Mg oder Zn beigegeben werden.
50. Verwendung des Verfahrens nach Anspruch 8 zur Herstellung von verschleissfesten und tragenden MMC-Schichten mit einer Dicke von 200 µm bis 3 mm auf Substraten aus Aluminium oder Aluminiumlegierungen.

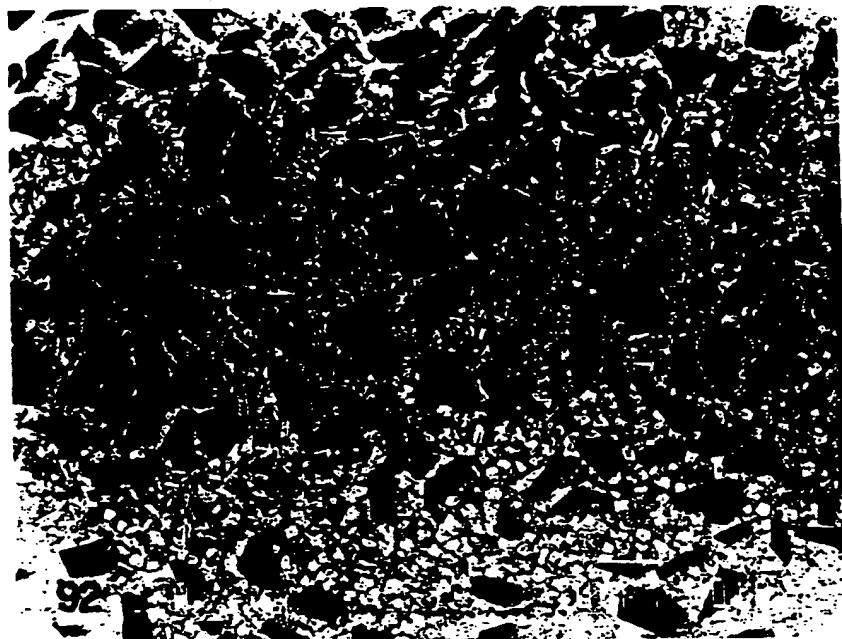


Fig. 1: Metallurgisches Schliffbild einer MMC-Schicht
auf CEN 42100 mit 40 % SiC in einer AlSi40-Matrix

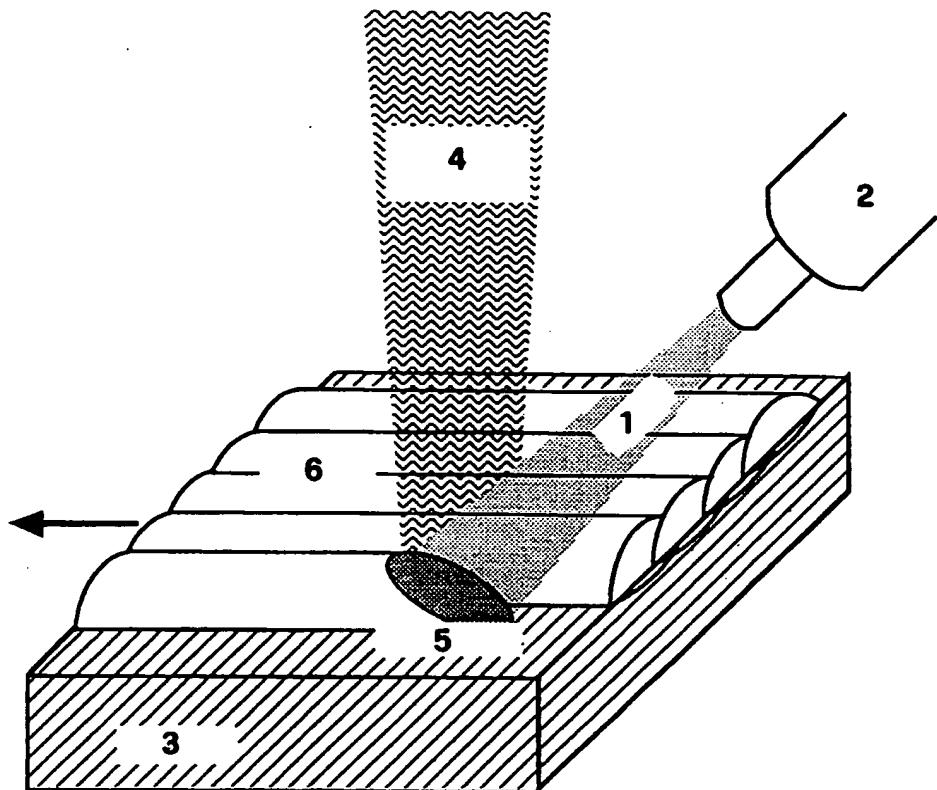


Fig. 2: Prinzip des erfindungsgemässen laserinduzierten Pulverbeschichtungsverfahren



EINSCHLÄGIGE DOKUMENTE					
Kategorie	Kennzeichnung des Dokuments mit Angabe, soweit erforderlich, der möglichen Teile	Betrifft Anspruch	KLASSIFIKATION DER ANMELDUNG (Int.CLS)		
D, X	<p>KEY ENGINEERING MATERIALS Bd. 46, 47 , 1990 , CH Seiten 415 - 424</p> <p>G. RICCIARDI ET AL. 'LASER ASSISTED FORMATION OF A WEAR RESISTANT SiC-METAL COMPOSITE ON THE SURFACE OF A STRUCTURAL ALUMINIUM ALLOY' siehe Einleitung * Seite 416, Zeile 11 - Zeile 13; Abbildung 1 * * Seite 417; Abbildung 6 * * Seite 418, Zeile 16 - Zeile 19 *</p> <p>---</p>	1,2,7,8, 16	C23C24/10 C23C26/02 C22F3/00		
D, X	<p>MEMOIRES ET ETUDES SCIENTIFIQUES DE LA REVUE DE METALLURGIE Bd. 89, Nr. 11 , November 1992 , PARIS FR Seiten 711 - 723 XP328376</p> <p>K.MARCELLOU ET AL. 'TRAITEMENT SUPERFICIEL PAR LASER DE L'ALLIAGE D'ALUMINIUM 2024 PAR INJECTION DE POUDRE DE SiC: ÉTUDE MICROSTRUCTURALE ET COMPORTEMENT EN USURE-FROTTEMENT' siehe englische Zusammenfassung * Seite 712 - Seite 713 * * Abbildung 1 *</p> <p>---</p>	1,2,5,7, 8,16	<p>RECHERCHIERTE SACHGEBIETE (Int.CLS)</p> <p>C23C C22F</p>		
A	<p>EP-A-0 411 322 (AUDI)</p> <p>* Zusammenfassung; Ansprüche * * Spalte 4, Zeile 53 - Spalte 6, Zeile 8 *</p> <p>---</p>	1-6,11, 12			
A	<p>EP-A-0 488 944 (ALUSUISSE LONZA)</p> <p>* Zusammenfassung; Ansprüche *</p> <p>----</p>	1			
Der vorliegende Recherchenbericht wurde für alle Patentansprüche erstellt					
Recherchemat	Abschlußdatum der Recherche	Prakt			
DEN HAAG	4. Juli 1994	Mettler, R-M			
KATEGORIE DER GENANNTEN DOKUMENTE					
<p>X : von besonderer Bedeutung allein betrachtet Y : von besonderer Bedeutung in Verbindung mit einer anderen Veröffentlichung derselben Kategorie A : technologischer Hintergrund O : nichtschriftliche Offenklärung P : Zwischenliteratur</p> <p>T : der Erfindung zugrunde liegende Theorien oder Grundsätze E : älteres Patentdokument, das jedoch erst am oder nach dem Anmeldedatum veröffentlicht worden ist D : in der Anmeldung angeführtes Dokument L : aus einem Grunde zugrundesetztes Dokument</p> <p>▲ : Mitglied der gleichen Patentfamilie, überlappendes Dokument</p>					